

# 高强塑性 $\text{TiB}_2/\text{Al}$ 复合材料的制备与力学性能

姜龙涛, 陈国钦, 修子扬, 范瑞君, 武高辉, 赫晓东

(哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘 要:**采用  $\text{TiB}_2$  颗粒与铝粉混配的方法, 获得利于成形的预制体, 采用压力浸渗法制备体积分数为 20% 的  $\text{TiB}_2/\text{6061Al}$  复合材料, 并采用 10:1 的挤压比对复合材料进行热挤压。利用扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)和万能电子拉伸机对热挤压前后复合材料的微观组织及力学性能进行研究, 发现经过该方法制备的复合材料经热挤压后具有良好的室温拉伸力学性能, 抗拉强度为 447.5 MPa, 弹性模量为 121.8 GPa, 延伸率可达 7.95 %, 显示出良好的强塑性配合, 分析其强塑性来源于增强体与基体之间的良好界面结合、晶粒细化强化和沉淀强化。

**关键词:** 复合材料;  $\text{TiB}_2$  颗粒; 力学性能; 高强塑性

**中图分类号:** TB333

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2010)02-0329-04

颗粒加入铝合金中可显著提高复合材料强度和弹性模量的同时, 也会严重劣化复合材料的塑性, 有研究表明复合材料塑性降低将近 1 个数量级<sup>[1-3]</sup>, 这对结构件的安全性构成威胁, 严重限制了颗粒增强铝基复合材料的规模化应用, 因此在保证复合材料强度的基础上, 如何提高复合材料的塑性一直是研究的热点<sup>[4,5]</sup>。大量研究已证明<sup>[6-8]</sup>, PMMC 中裂纹最有利的形核位置处于增强体体积分数高的局部区域, 在随后的裂纹扩展长大过程中, 颗粒分布均匀的区域将会使裂纹扩展的随机路径增加。因此, 制备增强相分布均匀、含量较低的材料是获得高强塑性的一种有效途径。

提高复合材料强塑性的另一途径是改善界面的结合状况, 由于多种陶瓷增强体与金属之间的浸润性不良, 因此寻找到一种与铝合金浸润角较小的陶瓷相将会改善复合材料的界面状况。 $\text{TiB}_2$  具有高强度、高模量、高熔点和良好的导电性等一系列特点, 尤其是其与铝的相容性好, 成为金属基复合材料增强体的理想选材<sup>[9]</sup>。目前, 国内外学者对  $\text{TiB}_2/\text{Al}$  复合材料的研究大都集中在原位自生制备工艺上<sup>[10-12]</sup>, 该制备方法存在着增强体的体积分数难以精确控制<sup>[13-15]</sup>以及易生成  $\text{TiAl}_3$  等夹杂物而影响材料性能的问题<sup>[16,17]</sup>。

压力浸渗法由于制备工艺简单、对设备没有特殊的要求、成本低等优势在颗粒增强金属基复合材料的制备方法中占有一席之地。但这种方法制备的复合材料在体积分数上有一定限制, 大都集中在中、高体积

分数上(35%以上), 其主要原因在于, 制备过程要先将增强体制成预制块, 再将熔融金属加压浸渗入预制体中, 这就要求预制体具有一定强度。如果体积分数过低, 预制体的强度和增强相的均匀性难以保证, 这使得压力浸渗法在制备低体积分数复合材料方面受到一定限制。为此, 本实验选择  $\text{TiB}_2$  颗粒为增强相, 通过在增强体颗粒中混入一定比例的基体铝合金粉末的方法, 调整增强体的含量, 利用压力浸渗法制备  $\text{TiB}_2$  颗粒含量为 20% 的铝基复合材料, 研究热挤压前后显微组织的变化及其与力学性能的相关规律。

## 1 实 验

图 1 为实验所用的  $\text{TiB}_2$  颗粒与铝粉的微观形貌。可以看到,  $\text{TiB}_2$  颗粒为等轴的多面体(图 1a); 平均粒度为 1.6  $\mu\text{m}$ ; 铝粉平均粒度为 7  $\mu\text{m}$ , 形状为液滴状, 外形光滑, 如图 1b 所示。

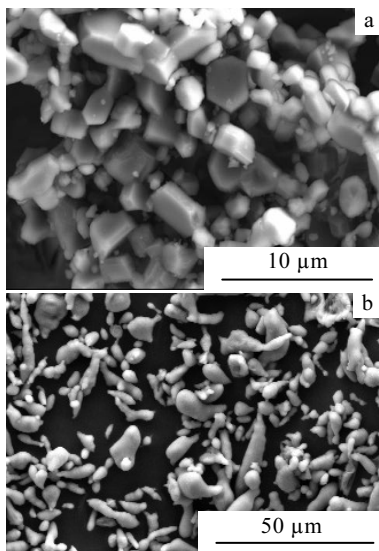
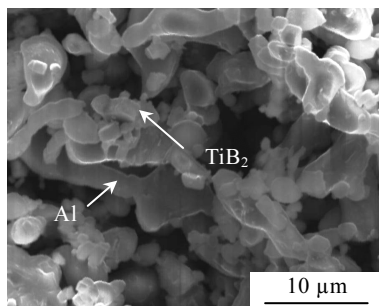
利用行星式球磨机将体积分数为 20% 的  $\text{TiB}_2$  颗粒与 30% 的铝粉混合, 混合粉体如图 2 所示。可以看出,  $\text{TiB}_2$  颗粒与 Al 粉基本混合均匀, 不存在某种粉体的大面积团聚, 这是能够成功制备均匀的低体积分数颗粒增强铝基复合材料的前提。将混合均匀的两种粉末制成预制体后保温, 采用压力浸渗法将熔融 6061 铝液浇铸到预制块中, 并加压使熔融铝液充分浸入预制块。

对利用压力浸渗法制备的体积分数为 20% 的  $\text{TiB}_2/\text{6061Al}$  复合材料进行挤压加工, 挤压比为 10:1, 挤压温度为 500  $^{\circ}\text{C}$ , 将挤压前复合材料加工成拉伸试

收稿日期: 2009-03-21

基金项目: 新世纪优秀人才支持计划(NCET-07-0234); 中国博士后科学基金(20060400813); 黑龙江省博士后科学基金(LBH-Z05114)

作者简介: 姜龙涛, 女, 1972 年生, 博士, 副教授, 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86402372-5055, E-mail: jlongtao@263.net

图 1 TiB<sub>2</sub> 颗粒与铝粉形貌Fig.1 Morphologies of TiB<sub>2</sub> particles(a) and Al powder(b)图 2 20% TiB<sub>2</sub>+30%Al 混合后粉末 SEM 照片Fig.2 SEM image of 20%TiB<sub>2</sub>+30%Al mixed powder

样(图 3a), 将挤压后复合材料加工成拉伸试样(图 3b)。对挤压前后的复合材料的试样进行热处理, 工艺为: KNO<sub>3</sub> 盐浴炉 530 °C 保温 1 h, 水淬, 恒温烘干箱中 160 °C 保温 10 h 后空冷。拉伸试验在 Instron 5569 万能电子拉伸试验机上进行, 并利用 Hitachi S-4700 和 Philips CM-12 电镜对复合材料的微观组织进行观察。

## 2 结果与分析

### 2.1 显微组织

图 4 为 TiB<sub>2</sub>p/Al 复合材料挤压前后的显微组织。可以看出, 压力浸渗法制备的复合材料中 TiB<sub>2</sub> 颗粒分布基本均匀(图 4a), 不存在明显的颗粒偏聚或贫化区。TiB<sub>2</sub> 颗粒的宏观几何形状为长方形或六边形, 边角过渡均匀。同时, 比较 TiB<sub>2</sub>p/6061Al 复合材料挤压前和挤压后的显微组织照片, 发现挤压可以较好地改善复合材料中增强相分布的均匀性, 并可以在一定程度上

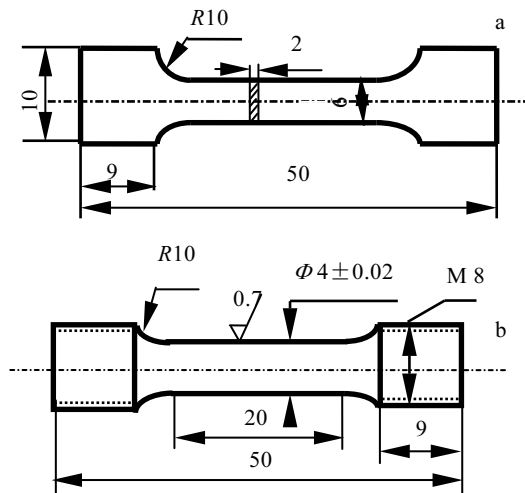
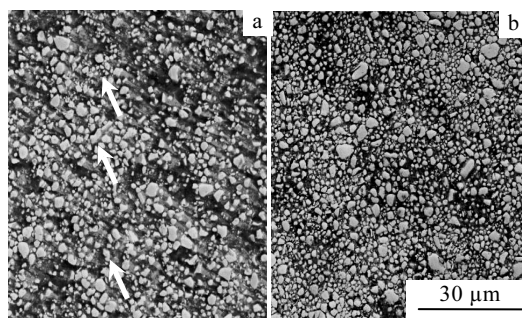


图 3 拉伸试样尺寸

Fig.3 Dimensions of tensile specimens before(a) and after(b) hot extrusion

图 4 TiB<sub>2</sub>p/6061Al 复合材料显微组织Fig.4 Microstructures of TiB<sub>2</sub>p/6061Al composites before(a) and after(b) hot extrusion

消除铸造的缺陷, 如孔洞(图 4a 中箭头所示)等。对于本实验所研究的颗粒增强铝基复合材料, 在挤压过程中虽然会发生颗粒的转动, 但由于增强相为近等轴状的多面体颗粒, 在组织观察中不会看到像晶须等各向异性的增强相在挤压过程中受力而形成取向趋于一致的变化, 如图 4b 所示。

### 2.2 拉伸性能

图 5 为 TiB<sub>2</sub>p/6061Al 复合材料的典型拉伸应力-应变曲线。可以看出, 挤压和热处理状态对复合材料的拉伸曲线的影响较大。热挤压(曲线 4)可以显著提高材料的强度和塑性, 与未挤压的复合材料(曲线 2)相比, 强度提高 48.9%, 塑性的提高也很显著, 挤压后未经热处理的材料(曲线 3)延伸率为 11.7%, 与未挤压复合材料相比提高近 1 个数量级(曲线 1, 2)。热处理可以明显提高复合材料的屈服强度和抗拉强度(曲线 4), 但塑性有一定的损失。

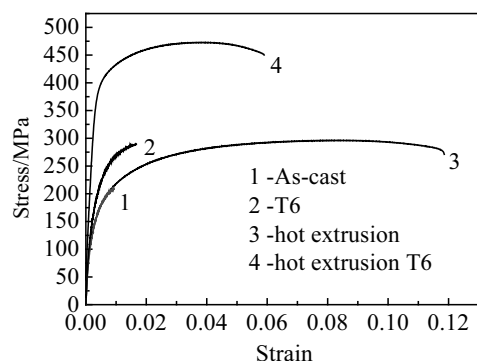
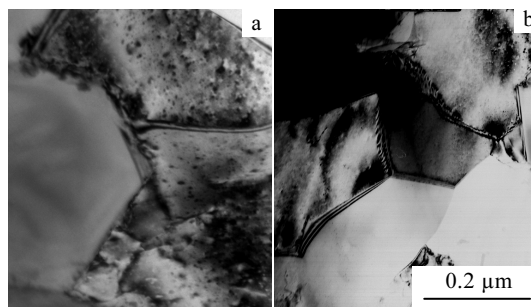
图5  $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$  复合材料( $V_f=20\%$ )的拉伸应力-应变曲线Fig.5 Stress-strain curve of 20vol% $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$  composites

表1为挤压前后 $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$ 复合材料在不同状态下拉伸性能。可见,挤压可以提高复合材料的弹性模量,这主要是由于利用压力浸渗法制备复合材料,在材料内部存在孔洞等缺陷,这些缺陷的存在在一定程度上降低弹性模量,热挤压可以很好地改善材料的致密度,因此使得挤压后复合材料的弹性模量提高20.4%,热处理对弹性模量影响不大。

挤压和热处理对复合材料的屈服强度和抗拉强度的影响具有相同规律,即挤压和热处理可以显著提高材料的屈服强度和抗拉强度,经挤压和T6处理后, $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$ 复合材料的抗拉强度可达447.5 MPa,较挤压前未热处理的材料提高1倍以上。延伸率的规律则不同,复合材料挤压前的延伸率较低仅在2%左右,但挤压后复合材料的延伸率可显著提高达到11.7%。热处理在提高复合材料的强度的同时降低了延伸率仅7.95%。

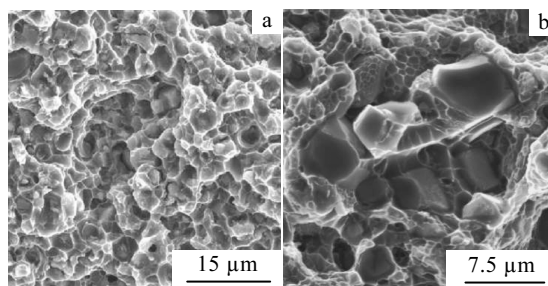
延伸率是衡量材料塑性的重要性能指标,是结构安全性的重要保证,在复合材料中,基体的塑性、基体与增强体的界面结合以及增强相体积分数都是影响复合材料延伸率的重要因素。显然,热挤压大幅提高复合材料的延伸率,主要原因在于挤压改善了基体的塑性,显微组织的特征上表现为改善界面结合和细化晶粒。图6为复合材料挤压后的显微组织。可以发现,挤压后复合材料的界面结合状况良好,亚晶尺寸在

图6 挤压后 $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$ 复合材料的显微组织Fig.6 Microstructures of  $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$  composites after hot extrusion

0.2~0.5  $\mu\text{m}$ ,如图6a, 6b所示。基体的晶粒细化在显著提高复合材料强度的同时,也可以改善其塑性。拉伸性能测试还表明,时效后延伸率又有小幅度的降低,这与时效后大量的析出相有关,在时效处理后,复合材料基体中有大量的析出物(图6a),析出物的聚集或长大,使得位错运动需绕过析出相,导致位错运动阻力增加,晶界滑移难度加大,因此使得复合材料强度增加,而导致延伸率降低。同时,析出相在晶界位置的析出破坏了基体的连续性也会使复合材料塑性降低。

## 2.3 复合材料断口

图7为 $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$ 挤压前后拉伸断口的扫描电子显微镜照片。从图中可以看到,与挤压前相比,经过挤压后T6处理的复合材料拉伸断口中具有更加密集细小的撕裂棱和韧窝,表现出更好的塑性变形特征,同时也仍然存在部分干净平齐的 $\text{TiB}_2$ 颗粒,说明在 $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$ 复合材料的断口中,也存在着颗粒本身发生断裂的情况, $\text{TiB}_2$ 颗粒断裂,可能是由于大的颗粒中存在缺陷所致。

图7  $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$ 复合材料的拉伸断口形貌Fig.7 Tensile fracture of  $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$  before(a) and after (b) hot extrusion表1  $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$ 复合材料的拉伸性能Table 1 Tensile properties of  $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{6061Al}$  composites

Condition	$E/\text{GPa}$	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\delta/\%$
As-cast	94.8	153.6	212.5	1.85
T6	96.9	197.9	300.4	1.11
Hot extrusion	115.6	140.4	297.0	11.65
Hot extrusion T6	121.8	384.9	447.5	7.95

### 3 结 论

1) 利用  $\text{TiB}_2$  颗粒与铝粉混合的方法, 可制备出强塑性良好的低体积分数的  $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$  复合材料。

2) 热挤压可以显著改善复合材料的致密度、组织均匀性和力学性能, 20% $\text{TiB}_{2\text{p}}/6061\text{Al}$  复合材料挤压后(T6 态)的抗拉强度为 447.5 MPa, 弹性模量为 121.8 GPa, 延伸率为 7.95%。

3)  $\text{TiB}_{2\text{p}}/6061\text{Al}$  复合材料高强塑性来源于良好的界面结合、晶粒细化和沉淀强化。

#### 参考文献 References

- [1] Srivatsan T S, Hajri Meslet A, Smith C *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2003, 346: 91
- [2] Ibrahim I A, Mohamed F A, Lavernia E J. *J Mater Sci*[J], 1991, 26: 1137
- [3] Lloyd D J. *Acta Metall Mater*[J], 1991, 39: 59
- [4] Qin Shuyi (秦蜀懿), Zhang Guoding(张国定). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2000, 10(5): 621
- [5] Lewandowski J J, Liu C, Hunt W H. *Mater Sci Eng*[J], 1989, A107: 241
- [6] Shi N, Arsenault R J. *Annu Rev Mater Sci*[J], 1994, 24: 321
- [7] Davidson D L. *Metall Trans A*[J], 1991, 22: 113
- [8] Lv Yuxiong(吕毓雄), Bi Jing(毕敬), Chen Liqing(陈礼清) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1998, 34(11): 1188
- [9] Li Jiurong(李久荣). *Ceramics-Metal Composites*(陶瓷-金属复合材料)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002: 4
- [10] Han Yanfeng, Liu Xiangfa, Bian Xiufang. *Composite: part A*[J], 2002, 33(3): 439
- [11] Lu L, Lai M O, Su Y *et al.* *Scripta Mater*[J], 2001, 45(9): 1017
- [12] Le Yongkang(乐永康), Zhang Yijie(张亦杰), Chen Dong(陈东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(10): 1635
- [13] Tee K L, Lu L, Lai M O. *Journal of Materials Technology*[J], 1999, 89-90: 513
- [14] Yong Jai Kwon, Makoto Kobashi, Takao Choh *et al.* *Materials Transactions*[J], 2002, 43(11): 2796
- [15] Huang Minghua(黄明华), Wang Haowei(王浩伟), Li Xianfeng(李险峰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(9): 1394
- [16] Feng C F, Froyen L. *Scripta Mater*[J], 1998, 39(1): 109
- [17] Tee K L, Lu L, Lai M O *et al.* *Mater Sci Technol*[J], 2001, 17(2): 201

## Fabrication and Mechanical Property of High Strength-Plasticity $\text{TiB}_{2\text{p}}/\text{Al}$ Composites

Jiang Longtao, Chen Guoqin, Xiu Ziyang, Fan Ruijun, Wu Gaohui, He Xiaodong

(Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** Based on the easily-formed preform made of the mixture of  $\text{TiB}_2$  particles and aluminum powder, 20%  $\text{TiB}_{2\text{p}}/6061\text{Al}$  composites (volume fraction) were fabricated by pressure infiltration method; subsequently, the composites were hot extruded with 10:1 extrusion ratio. The microstructures and mechanical properties of the composites before and after hot extrusion were studied with SEM, TEM and a tensile machine. Results show that the composites after hot extrusion exhibit better tensile strength, such as the tensile strength of 447.5 MPa, elastic modulus of 121.8 GPa and large elongation of 7.95 %. The high strength-plasticity for the composites is attributed to the interfacial bonding strength and grain refining strengthening and precipitation strengthening.

**Key words:** composites;  $\text{TiB}_2$  particles; mechanical properties; high strength-plasticity

Corresponding author: Jiang Longtao, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Tel: 0086-451-86402372-5055, E-mail: jlongtao@263.net